

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 61-117245

(43)Date of publication of application : 04.06.1986

---

(51)Int.Cl.

C22C 38/04

C22C 38/54

C22C 38/58

---

(21)Application number : 59-237784

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 12.11.1984

(72)Inventor : MATSUDA SHOICHI  
YAMAMOTO KOICHI  
HONMA HIROYUKI

---

**(54) STEEL FOR WELDING HAVING TOUGHNESS AT LOW TEMPERATURE**

**(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To obtain a steel material having superior notch toughness at low temp. in its weld heat-affected zone by adding specified amounts of C, Si, Mn, P, N, Al, S and B and forming a specified number of grains of Ti oxide and a composite TiN-MnS body having a specified grain size.

**CONSTITUTION:** The composition of a steel for welding having toughness at low temp. is composed of, by weight, 0.02W0.18%C,  $\leq 0.5\%$  S, 0.4W1.8% Mn,  $\leq 0.015\%$  P,  $\leq 0.004\%$  N,  $\leq 0.006\%$  Al, 0.001W0.005% S, 0.0002W0.002% B and the balance Fe with inevitable impurities, and  $5 \times 10^4 W1 \times 10^8$  grains of Ti oxide and a composite TiN-MnS body having 0.1W3 $\mu$ m grain size are formed per 1mm<sup>2</sup> steel.

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭61-117245

⑤ Int.Cl.<sup>4</sup>

C 22 C 38/04  
38/54  
38/58

識別記号

庁内整理番号

7147-4K

④ 公開 昭和61年(1986)6月4日

審査請求 未請求 発明の数 4 (全9頁)

⑭ 発明の名称 溶接用低温強靱鋼

⑮ 特 願 昭59-237784

⑯ 出 願 昭59(1984)11月12日

⑰ 発 明 者 松 田 昭 一 相模原市瀬野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第二技術  
研究所内

⑰ 発 明 者 山 本 広 一 相模原市瀬野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第二技術  
研究所内

⑰ 発 明 者 本 間 弘 之 相模原市瀬野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第二技術  
研究所内

⑰ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

⑰ 代 理 人 弁理士 秋沢 政光 外2名

明 細 書

1. 発明の名称

溶接用低温強靱鋼

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で C : 0.02 ~ 0.18 %、

Si ≤ 0.5 %、

Mn : 0.4 ~ 1.8 %、

P ≤ 0.015 %、

N ≤ 0.004 %、

Al ≤ 0.006 %、

S : 0.001 ~ 0.005 %、

B : 0.0002 ~ 0.0020 %、

を基本成分とし、残部は Fe および不可避不純物からなり、かつ粒子径が 0.1 ~ 3.0 μm、粒子数が  $5 \times 10^4 \sim 1 \times 10^8$  ケ/㎢ の Ti 酸化物および Ti 窒化物 + MnS の複合体の両者を同時に含有することを特徴とする溶接用低温強靱鋼。

(2) 重量%で C : 0.02 ~ 0.18 %、

Si ≤ 0.5 %、

Mn : 0.4 ~ 1.8 %、

P ≤ 0.015 %、

N ≤ 0.004 %、

Al ≤ 0.006 %、

S : 0.001 ~ 0.005 %、

B : 0.0002 ~ 0.0020 %

を基本成分とし、これに

Ni ≤ 3.0 %、

Cu ≤ 1.5 %、

Nb ≤ 0.05 %、

V ≤ 0.1 %、

Cr ≤ 1.0 %、

Mo ≤ 0.5 %

の1種または2種以上を含有し、残部は Fe および不可避不純物からなり、かつ粒子径が 0.1 ~ 3.0 μm、粒子数が  $5 \times 10^4 \sim 1 \times 10^8$  ケ/㎢ の Ti 酸化物および Ti 窒化物 + MnS の複合体の両者を同時に含有することを特徴とする溶接用低温強靱鋼。

(3) 重量%で C : 0.02 ~ 0.18 %、

Si ≤ 0.5 %、

Mn : 0.4 ~ 1.8 %、

$P \leq 0.015\%$ 、  
 $N \leq 0.004\%$ 、  
 $Al \leq 0.006\%$ 、  
 $S : 0.001 \sim 0.005\%$ 、  
 $B : 0.0002 \sim 0.0020\%$

を基本成分とし、さらに希土類元素、CaおよびMgの1種または2種以上を合計で0.005%以下含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなり、かつ粒子径が $0.1 \sim 3.0 \mu m$ 、粒子数が $5 \times 10^4 \sim 1 \times 10^6 \text{ 個}/\text{mm}^3$ のTi酸化物およびTi窒化物+MnSの複合体の両者を同時に含有することを特徴とする溶接用低温強靱鋼。

(4) 重量%で  $O : 0.02 \sim 0.18\%$ 、  
 $Si \leq 0.5\%$ 、  
 $Mn : 0.4 \sim 1.8\%$ 、  
 $P \leq 0.015\%$ 、  
 $N \leq 0.004\%$ 、  
 $Al \leq 0.006\%$ 、  
 $S : 0.001 \sim 0.005\%$ 、  
 $B : 0.0002 \sim 0.0020\%$

近年、海洋構造物、船舶、貯槽など、大型鋼構造物の材質特性に対する要求は厳しさを増しており、特に溶接部における低温靱性の抜本的改善が望まれている。一般に、鋼材をサブマージアーク溶接、エレクトロガス溶接、あるいはエレクトロスラグ溶接などの自動溶接を行なうと、オーステナイト結晶粒の粗大化により溶接熱影響部（以下、HAZと称する）の靱性が著るしく低下する。

そこで、従来、HAZ靱性の向上策として、HAZ組織を微細化する方法が各種提案されている。

例えば、昭和54年6月発行の「鉄と鋼」第65巻第8号1232頁においては、TiNを微細析出させ、50kg/cm<sup>2</sup>高張力鋼の大入熱溶接時のHAZ靱性を改善する技術が開示されているが、これらの析出物は入熱溶接時に大部分が溶解し、ポンド部における粗粒化と固溶Nの増加とによりHAZ靱性の劣化が避けられないという欠点が存在する。

また、昭和58年2月発行の「溶接学会誌」第52巻第2号49頁には、TiNに加えてCaOを形

を基本成分とし、これに

$Ni \leq 3.0\%$ 、  
 $Co \leq 1.5\%$ 、  
 $Nb \leq 0.05\%$ 、  
 $V \leq 0.1\%$ 、  
 $Cr \leq 1.0\%$ 、  
 $Mo \leq 0.5\%$

の1種または2種以上を含有し、さらに希土類元素、CaおよびMgの1種または2種以上を合計で0.005%以下含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなり、かつ粒子径が $0.1 \sim 3.0 \mu m$ 、粒子数が $5 \times 10^4 \sim 1 \times 10^6 \text{ 個}/\text{mm}^3$ のTi酸化物およびTi窒化物+MnSの複合体の両者を同時に含有することを特徴とする溶接用低温強靱鋼。

### 3. 発明の詳細な説明

#### (産業上の利用分野)

本発明は溶接用低温強靱鋼に係わり、特に溶接熱影響部の低温切欠靱性の優れた鋼材に関するものである。

#### (従来の技術および問題点)

成させ、オーステナイトの細粒化とCaOを核とした粒内フェライトの生成によるフェライトの細粒化を計る方法が提案されている。しかし、TiNが上記欠点を持つ一方、CaOを鋼中に微細かつ均一に分散させることが困難なため、実用化の段階には至っていない。

さらに、特公昭55-31389号公報には、希土類元素(REM)、Bの複合添加により鋼中にREM酸化物、REM硫化物とBNの複合体を形成させ、これらを核とした粒内フェライトの生成によりHAZ組織を実効的に細粒化する方法が提案されている。しかし、この場合も上記CaOと同様に、REM酸化物、硫化物を鋼中に均一かつ微細分散させることは極めて困難であり、実用化の目的は立っていない。

一方、本発明者らの一部は、例えば溶鋼のAl脱酸に替るTi単独脱酸により鋼中にTi酸化物を微細分散させ、溶接時の冷却過程において粒内フェライト変態を促進させることにより、HAZ靱性を著るしく改善することができることを特願昭

59-101732号において示した。しかしながら海構材を例にとると、北極海など厳寒地方で使用される鋼材に対しては安全基準の適用からH A Z 靱性に対して厳しい要求が出され、これを保証する鋼材を安定に製造するためにはさらに改善が必要である。

(問題点を解決するための手段、作用)

本発明者らは、上記現状を踏まえて溶接後の冷却過程における粒内フェライト変態の特質とそれを主要組織とするH A Z 靱性について鋭意検討し、以下の結果を得た。

すなわち粒内フェライトは、その形状によつてA型、B型の2種に分類される。第1図は、旧オーステナイト粒界および粒内における各種フェライトの形態を模式的に示す図であつて、同図において(A)、(B)はおのおのA型およびB型の粒内フェライトを示し、Lは長さ、Oは巾であり、またFpは粒界フェライト、Fspはフェライトサイドプレートを示すものである。なお、フェライトサイドプレートとは旧オーステナイト粒内に向つて錯

さをもつTi酸化物である。したがつて、TiN + MnSの複合体とTi酸化物の両者を同時に鋼中に存在させることにより、大入熱から小入熱の全入熱範囲にわたつてH A Z 靱性に最も好ましい粒内フェライトの形成が可能となる。すなわち、大入熱溶接においては、主として有効結晶粒径の極めて小さなA型粒内フェライトにより、また中入熱から小入熱溶接においては、B型粒内フェライトの生成によつてH A Z 靱性は著るしく改善される。さらに、中入熱溶接、小入熱溶接は板厚の厚い鋼板の溶接に適用されるため、一般的に多層溶接となる。このような溶接法の場合、実継手のH A Z 靱性は、主として上部ベイナイト組織からなるH A Z の粗粒域が後続ビードによりAc<sub>1</sub>直上に加熱・冷却されることにより生成する高炭素マルテンサイトにより著るしく低下する。しかしながら、H A Z の粗粒域の組織が主に粒内フェライトからなる場合には、後続ビードにより生成する高炭素マルテンサイトの分散形態が上部ベイナイトの場合とは異なり、H A Z 靱性はほとんど低下しない

状に発達したフェライトを指す。同図にみられるように、A型は板状で断面における長さL、巾Oの比L/Oは1.5~2.0である。それに対してB型は薄いレンズ状で、L/Oは5以上である。

この場合、A型から構成される粒内フェライトの集団においては、個々の粒内フェライトがお互に結晶方位が異なるため実効的に極めて細粒化されるのに対し、B型から構成される粒内フェライトにおいては、個々の粒内フェライトの結晶方位がほぼ同じであるため細粒化の程度が小さくしたがつて、H A Z 靱性の改善には前者の方が有利である。

しかし、A型粒内フェライトは冷却速度が比較的速い場合には生成しない。それに対してB型粒内フェライトは、冷却速度依存性が小さく、冷却速度が速い場合でも生成する。

さらにこれらのA型粒内フェライトの生成核は0.1~3.0 μm程度の大きさをもつTiN + MnSの複合体である。それに対してB型粒内フェライトの生成核は、TiN + MnSの複合体と同程度の大き

という極めて大きな特性を有する。

さらに粒内フェライトが十分発達する場合においても、さきの第1図に示すように必らず粒界フェライト(Fp)とフェライトサイドプレート(Fsp)が存在し、H A Z 靱性は粒界フェライト+フェライトサイドプレートの巾が広くなるほど低下する。また、添加元素のうち、Bはその一部がオーステナイト粒界およびオーステナイト/フェライト界面に偏析して、靱性に有害な粒界フェライトとフェライトサイドプレートの発達を抑制する。

そこで、本発明者らは、これらの検討結果に基づいて、適正な合金設計を行なつた鋼について所定の寸法、分布のTi酸化物とTi窒化物+MnSの複合体の両者を併存せしめるならば、小入熱から大入熱の全入熱領域にわたる鋼の溶接に際し、H A Z の低温靱性が著るしく改善され、溶接性の優れた海洋構造物、船舶、貯槽などの大型構造用鋼の開発が可能であるとの結論に達し、本発明を成したものである。

すなわち本発明は以上の知見に基づいてなされ

たものであり、その要旨は、重量%で  $C: 0.02 \sim 0.18\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn: 0.4 \sim 1.8\%$ 、 $P \leq 0.015\%$ 、 $N \leq 0.004\%$ 、 $Al \leq 0.006\%$ 、 $S: 0.001 \sim 0.005\%$ 、 $B: 0.0002 \sim 0.0020\%$  を基本成分とし、これに必要に応じて  $Ni \leq 3.0\%$ 、 $Co \leq 1.5\%$ 、 $Nb \leq 0.05\%$ 、 $V \leq 0.1\%$ 、 $Cr \leq 1.0\%$ 、 $Mo \leq 0.5\%$  の1種または2種以上を含有し、さらに必要に応じて希土類元素、CaおよびMgの1種または2種以上を合計で0.005%以下含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなり、かつ粒子径が  $0.1 \sim 3.0 \mu m$ 、粒子数が  $5 \times 10^4 \sim 1 \times 10^5$  ケ/ $mm^3$  のTi酸化物およびTi窒化物+MnSの複合体の両者を同時に含有することを特徴とする溶接用低温強靱鋼にある。

以下、本発明について詳細に説明する。

最初に本発明鋼の基本成分範囲の限定理由について述べる。

まず、Cは鋼の強度を向上させる有効な成分として添加するもので、0.02%未満では溶接構造用鋼として必要な強度が得られず、また0.18%

させ、フェライト生成核となるTi酸化物の形成が難しくなるため、上限を0.006%とした。

Sについては、Ti窒化物+MnS複合体の形成のため0.001%以上必要であるが、0.005%を超える過剰の添加は粗大A系介在物を形成し、母材の延靱性低下と異方性の増加を招く上から避けるべきであり、したがって上限を0.005%とした。

Bは、本発明鋼における重要な元素の1つであり、HAZ靱性に有害な粒界フェライト、フェライトサイドプレートの成長の抑制と、BNの析出によるHAZの固溶Nの固定から0.0002%以上必要であるが、0.002%を超える過剰の添加はFe<sub>23</sub>O<sub>8</sub>の析出による靱性低下とHAZの硬化性の増加を招くため、上限を0.002%とした。

以上が本発明鋼の基本成分であるが、母材強度の向上、および母材、HAZの靱性向上の目的で、Ni、Co、Cr、Mo、Nb、Vの1種または2種以上を含有することができ。

まずNiは、母材の強度、靱性とHAZの靱性を

を超える過剰の添加は溶接割れ性を著しく低下させるので、0.02%~0.18%とした。

つぎに、Siは、母材の強度確保、溶鋼の予備脱酸などに必要であるが、0.5%を超える過剰の添加はHAZに高炭素マルテンサイトを生成して靱性を低下させるため、上限を0.5%とした。

また、Mnは、母材の強度、靱性の確保とあわせて、Ti窒化物とMnSの複合体の形成のため0.4%以上添加する必要があるが、溶接部の靱性、割れ性など許容できる範囲で上限を1.8%とした。

一方、Pは、ミクロ偏析による溶接部靱性、割れ性などの低下を防止するために極力低減すべきであり、上限を0.015%とした。

Nは、母材、溶接部の地の靱性とHAZにおける高炭素マルテンサイトの生成抑制という点からは低い方が望ましいが、Ti窒化物の形成にNが必要のため、上限を0.004%とした。

Alは、予備脱酸、母材の細粒化、HAZの固溶Nの固定などに必要な元素であるが、通常アルミキルド程度の添加でも溶鋼酸素量を著しく低下

同時に高める極めて有効な元素であるが、3.0%を超す過剰の添加をすると焼入性の増加により本発明鋼に必要な粒内フェライトの形成が抑制されるため、上限を3.0%とした。

つぎにCoは、母材強度を高める割りにHAZの硬さ上昇が少なく、有効な元素であるが、応力除去焼鈍によるHAZの硬化性の増加など考慮して上限を1.5%とした。

さらにNb、V、Cr、Moは焼入性の向上と析出硬化とにより母材の強度を高め、また適切な製造プロセスにより母材の低温靱性の向上も期待される。しかし各成分の上限値を超える過剰の添加はHAZ靱性および硬化性の観点から極めて有害となるため、Nb、V、Cr、Moのそれぞれについて上限を0.05%、0.1%、1.0%、0.5%とした。

また、本発明鋼においてはHAZのオーステナイト結晶粒粗大化防止のため、酸化物および硫化物生成元素である原子番号57~71のランタノイド系元素およびYの希土類元素(REM)、CaおよびMgの三者の内1種または2種以上を添加する

ことができる。これらの元素は酸化物、硫化物もしくは酸・硫化物を形成させ、H A Zの結晶粒粗大化防止とあわせて母材異方性の解消のために添加される。しかしこれらの元素の1種または2種以上の合計が0.005%超となるとフェライト核生成に効果のあるTi酸化物およびMnSの形成が困難になるため、上限を0.005%とした。なお、とくにREM, Ca, Mgの単独添加では、おのおの上限を0.003%程度に抑えることが好ましい。

つぎに、本発明においては、前述の通りH A Zの粗粒域において、その冷却時におけるオーステナイト→フェライト変態を制御し、粒界フェライトとフェライトサイドプレートとの生成抑制とA型およびB型粒内フェライトの生成促進とにより、たとえH A Zのオーステナイト粒径が大きくても、オーステナイト→フェライト変態後のフェライト粒径を実効的に微細化することができる。

而してこのようなA型およびB型粒内フェライトの生成のためには、まずTi酸化物およびTiN + MnS複合体が同時に鋼中に存在し、かつ両者の粒

径が0.1~3.0  $\mu\text{m}$ の範囲にあることが必要である。本発明者の知見によれば、該粒子径が0.1  $\mu\text{m}$ 未満では粒内フェライト核の生成効果は極めて弱く、また3.0  $\mu\text{m}$ 超になるとフェライト生成能は有するものの、それら自身が破壊の発生源所となり易くなり、H A Z靱性は低下する。

つぎに該粒子の個数に関して、Ti酸化物およびTi窒化物 + MnS複合体のそれぞれについて、粒子数があまりにも少なすぎると溶接時に十分なフェライト生成核が得られないので $5 \times 10^4$ ヶ/ $\text{mm}^3$ 以上の粒子を存在させることが必要である。該粒子数が増加するにしたがつて粒内フェライトの個数も増え、有効結晶粒は細くなるが、 $1 \times 10^6$ ヶ/ $\text{mm}^3$ を超える過剰な存在は母材および溶接部の延性低下を招く傾向があるので、該粒子数の上限は $1 \times 10^6$ ヶ/ $\text{mm}^3$ でなければならない。

上記化合物の中、Ti酸化物およびTi窒化物の生成手段は溶鋼にスポンジチタンあるいはフェロチタン等のチタンもしくはチタン合金を添加して製造・凝固させる手段でもよいし、あらかじめ前記粒

の範囲内に調整したTi酸化物、Ti窒化物を溶鋼に噴射添加し、そのまま鑄造・凝固させてもよい。また、Ti窒化物と複合体を形成する前記MnSは、鋼塊もしくは鋳片の冷却過程において950~700℃の温度範囲を0.5℃/s以下の慢冷却することにより、すでに950℃以上の温度において鋼中に存在するTi窒化物の周辺に析出することによつて複合体として得られる。

また、鋼材は通常の圧延ままのもの、制御圧延をしたもの、さらにこれに制御冷却と焼もどしを組合せたもの、および焼入れ・焼もどしまたは焼準および両者を組合せたものであつても、該化合物の効果は何ら影響を受けることはない。

つぎに、本発明の効果を実施例によつてさらに具体的に述べる。

#### (実施例)

第1表は試作鋼の化学成分を示し、40キロから80キロ級鋼まで試作した。ここで、1~24が本発明鋼、25~35が比較鋼であり、このうち1~11、25~27は40キロ級鋼、12~

17、28~30は50キロ級鋼、18~21、31~33は60キロ級鋼、22~24、34、35は80キロ級鋼である。

第1表 試作銅の化学成分例と化合物の分散形態

銅 種	O	Si	Mn	P	N	As	S	B	Ni	Cu	Nb	V
1	0.09	0.30	1.43	0.010	0.0019	0.004	0.0030	0.0010	-	-	-	-
2	0.08	0.25	1.40	0.0015	0.0022	0.005	0.0025	0.0011	0.2	-	-	-
3	0.09	0.24	1.42	0.0016	0.0032	0.005	0.0023	0.0010	-	0.3	-	-
4	0.09	0.24	1.43	0.0016	0.0032	0.005	0.0023	0.0010	-	-	0.015	-
5	0.07	0.20	1.45	0.0011	0.0025	0.004	0.0020	0.0012	-	-	-	0.030
6	0.08	0.23	1.40	0.0015	0.0033	0.005	0.0025	0.0010	-	-	-	-
7	0.09	0.25	1.42	0.0012	0.0030	0.004	0.0025	0.0011	-	-	-	-
8	0.08	0.20	1.42	0.0011	0.0025	0.004	0.0025	0.0010	-	-	-	-
9	0.08	0.20	1.42	0.0011	0.0025	0.005	0.0030	0.0011	-	-	-	-
10	0.09	0.25	1.40	0.0014	0.0020	0.004	0.0023	0.0012	-	-	-	-
11	0.08	0.23	1.45	0.0013	0.0025	0.005	0.0025	0.0011	-	-	-	-
12	0.10	0.25	1.40	0.0012	0.0030	0.005	0.0040	0.0010	0.50	-	0.015	-
13	0.09	0.23	1.45	0.0011	0.0031	0.004	0.0035	0.0010	-	0.30	-	-
14	0.08	0.20	1.40	0.0012	0.0030	0.005	0.0025	0.0011	-	-	0.015	0.030
15	0.10	0.25	1.43	0.0009	0.0025	0.005	0.0025	0.0012	0.25	0.20	-	-
16	0.09	0.23	1.40	0.0010	0.0023	0.004	0.0020	0.0010	-	-	-	0.020
17	0.08	0.25	1.45	0.0013	0.0025	0.004	0.0025	0.0012	-	-	-	-
18	0.09	0.23	1.42	0.0012	0.0030	0.005	0.0035	0.0011	0.20	-	-	-
19	0.08	0.25	1.45	0.0012	0.0025	0.004	0.0025	0.0012	-	0.25	0.015	0.030
20	0.09	0.26	1.10	0.0013	0.0025	0.005	0.0020	0.0012	0.50	-	-	0.030
21	0.08	0.25	1.05	0.0014	0.0023	0.004	0.0025	0.0011	-	0.50	0.015	0.020
22	0.08	0.23	1.02	0.0015	0.0025	0.005	0.0020	0.0010	0.30	0.20	-	0.030
23	0.09	0.25	0.98	0.0014	0.0025	0.004	0.0030	0.0010	0.30	0.20	0.15	-
24	0.08	0.23	1.05	0.0015	0.0030	0.005	0.0025	0.0011	0.25	0.25	0.10	0.020
25	0.09	0.25	1.40	0.0010	0.0023	0.005	0.0005	0.0010	0.40	-	-	-
26	0.09	0.28	1.42	0.0011	0.0025	0.005	0.0040	-	0.22	-	-	-
27	0.16	0.18	1.05	0.0015	0.0023	0.0030	0.0030	0.0005	-	-	-	-
28	0.09	0.28	1.38	0.0012	0.0060	0.004	0.0035	0.0012	-	-	-	-
29	0.10	0.25	1.40	0.0011	0.0030	0.005	0.0025	0.0012	-	-	-	0.030
30	0.10	0.23	1.42	0.0015	0.0025	0.005	0.0030	0.0007	0.40	-	0.010	-
31	0.08	0.25	1.43	0.0012	0.0020	0.005	0.0007	0.0004	0.22	-	-	-
32	0.09	0.26	1.40	0.0010	0.0025	0.004	0.0024	0.0005	0.23	0.30	0.012	-
33	0.09	0.26	1.44	0.0010	0.0025	0.003	0.0024	-	0.24	-	0.010	-
34	0.09	0.26	0.92	0.0012	0.0038	0.0030	0.0020	0.0010	0.50	-	-	0.020
35	0.08	0.26	0.98	0.0011	0.0030	0.005	0.0006	0.0007	-	-	-	0.030

本 発 明 銅

比 較 銅

第1表 (つづき)

銅 種	Or	Mo	O <sub>2</sub>	Mg	T1 酸化物 (μm)		T1 酸化物+MoS <sub>2</sub> 複合体 (μm)		粒子数
					粒子径 (μm)	粒子数	粒子径 (μm)	粒子数	
1	-	-	-	-	>30	>30	0.1-30	>30	4.2×10 <sup>5</sup>
2	-	-	-	-	0	0	0	0	5.6×10 <sup>5</sup>
3	-	-	-	-	0	0	0	0	4.2×10 <sup>5</sup>
4	-	-	-	-	0	0	0	0	6.5×10 <sup>5</sup>
5	-	-	-	-	0	0	0	0	2.0×10 <sup>5</sup>
6	0.30	-	-	-	0	0	0	0	6.6×10 <sup>5</sup>
7	-	0.15	-	-	0	0	0	0	4.1×10 <sup>5</sup>
8	-	-	0.002	-	0	0	0	0	7.5×10 <sup>5</sup>
9	-	-	0.002	-	0	0	0	0	5.2×10 <sup>5</sup>
10	-	-	-	0.001	0	0	0	0	8.5×10 <sup>5</sup>
11	-	-	0.002	0.001	0	0	0	0	4.5×10 <sup>5</sup>
12	-	-	-	-	0	0	0	0	4.8×10 <sup>5</sup>
13	0.50	-	0.003	-	0	0	0	0	6.0×10 <sup>5</sup>
14	-	-	-	-	0	0	0	0	2.2×10 <sup>5</sup>
15	-	-	-	0.002	0	0	0	0	3.6×10 <sup>5</sup>
16	0.15	0.15	0.002	0.001	0	0	0	0	5.1×10 <sup>5</sup>
17	0.25	0.20	-	0.002	0	0	0	0	6.8×10 <sup>5</sup>
18	0.20	0.15	-	-	0	0	0	0	4.1×10 <sup>5</sup>
19	-	-	-	-	0	0	0	0	5.6×10 <sup>5</sup>
20	0.85	0.15	-	-	0	0	0	0	6.4×10 <sup>5</sup>
21	-	0.15	-	-	0	0	0	0	2.8×10 <sup>5</sup>
22	0.80	0.17	-	-	0	0	0	0	4.0×10 <sup>5</sup>
23	0.75	0.20	-	-	0	0	0	0	4.3×10 <sup>5</sup>
24	0.80	0.20	-	-	0	0	0	0	6.4×10 <sup>5</sup>
25	-	-	-	-	0	0	0	0	3.0×10 <sup>5</sup>
26	-	-	-	-	0	0	0	0	5.3×10 <sup>5</sup>
27	-	-	-	-	0	0	0	0	5.2×10 <sup>5</sup>
28	-	-	-	-	0	0	0	0	9.0×10 <sup>4</sup>
29	0.50	-	0.0070	-	0	0	0	0	-
30	-	-	-	-	0	0	0	0	2.5×10 <sup>6</sup>
31	-	-	-	-	0	0	0	0	3.5×10 <sup>5</sup>
32	-	-	0.0040	0.003	0	0	0	0	-
33	-	-	-	-	0	0	0	0	5.0×10 <sup>5</sup>
34	0.85	0.15	-	-	0	0	0	0	5.2×10 <sup>5</sup>
35	1.10	0.15	-	-	0	0	0	0	1.8×10 <sup>6</sup>

※) 抽出レブリカを製し、電子顕微鏡で20視野撮影し、5000倍の写真を撮りから粒子数、

粒子径測定

○ 存在 △ わずかに存在 × 存在せず

いずれの試作材も圧延により20および30mmの鋼板とし、それぞれX開先による両面一層溶接を行なった。20mm材については電流700A、電圧32V、溶接速度30cm/min、入熱量45KJ/cmの1電極溶弧溶接、30mm材については電流1000A(L極)、950A(T極)、電圧36V(L極)、40V(T極)、溶接速度44cm/min、入熱100KJ/cmの2電極溶弧溶接を行ない、第2図に試験片採取位置を示すように、鋼材5, 5を溶接して溶接金属1を形成させた後、切欠位置4を溶接ボンド部6からHAZ2側へ2mm入つたところとし、シャルピー衝撃試験片3を採取した。試験は-40℃、-60℃で実施した。

第1表に母材の化学成分とTi酸化物、Ti窒化物+MnS複合体の粒子径と粒子数を示す。また、第2表には母材特性とあわせてHAZの特性を示す。

第2表 試作鋼のHAZ特性\*

鋼 種	母材機械的性質				鋼 板 の 熱 処 理	HAZ特性(入熱45kJ・cm <sup>-1</sup> )		HAZ特性(入熱100kJ・cm <sup>-1</sup> )		グ レード (K <sub>g</sub> /mm <sup>2</sup> )	
	YS	TS	El	vTrs		vE-40	vE-60	vE-40	vE-60		
	(K <sub>g</sub> /mm <sup>2</sup> )	(K <sub>g</sub> /mm <sup>2</sup> )	(%)	(℃)		(K <sub>g</sub> -m)	(K <sub>g</sub> -m)	(K <sub>g</sub> -m)	(K <sub>g</sub> -m)		
本 発 明 鋼	1	307	443	40	- 80	焼ならし	253/20.1	180/155	157/125	104/ 80	40
	2	325	456	40	- 85	・	264/21.5	197/164	174/146	123/102	・
	3	335	460	38	- 80	・	257/21.0	202/183	184/152	143/121	・
	4	326	458	40	- 80	・	250/198	182/157	156/123	110/ 92	・
	5	342	475	39	- 85	・	246/198	178/155	154/122	102/ 78	・
	6	336	462	40	- 85	・	252/198	180/153	154/121	103/ 80	・
	7	328	459	42	- 85	・	262/21.3	201/168	178/148	127/110	・
	8	334	472	40	- 80	・	258/207	200/184	188/152	146/121	・
	9	328	460	42	- 85	・	262/220	203/184	190/162	152/128	・
	10	330	456	41	- 85	・	254/207	182/157	160/132	110/ 98	・
	11	315	445	42	- 90	・	263/217	200/181	182/156	123/108	・
	12	363	524	42	-100	圧延まま	265/212	165/132	160/131	115/ 98	50
	13	367	530	41	- 95	・	231/20.1	161/130	154/108	107/ 82	・
	14	366	528	40	- 90	・	260/20.8	195/174	162/ 95	113/ 85	・
	15	368	527	41	- 85	制御圧延 冷却+焼もどし	252/20.6	190/172	160/103	117/ 92	・
	16	357	516	42	- 90	・	247/21.5	182/154	167/114	120/ 98	・
	17	366	527	40	- 95	・	248/22.0	185/157	169/120	124/102	・
	18	493	632	37	- 85	制御圧延 冷却・焼もどし	250/20.7	173/148	201/172	140/108	60
	19	497	638	38	- 80	・	262/21.5	182/153	215/186	152/110	・
	20	506	620	38	- 85	・	247/19.8	163/132	232/156	112/93	・



第2表(つづき)

鋼種	母材機械的性質				鋼板の熱処理	HAZ靱性(入熱45kJ・cm <sup>-1</sup> )		HAZ靱性(入熱100kJ・cm <sup>-1</sup> )		グレード	
	YS	TS	El	vTrs		vE-40	vE-60	vE-40	vE-60		
	(Kg/mm <sup>2</sup> )	(Kg/mm <sup>2</sup> )	(%)	(℃)		(Kg-m)	(Kg-m)	(Kg-m)	(Kg-m)		
本発明鋼	21	507	621	39	-90	制御圧延 冷却・焼もどし	253/208	198/176	173/126	122/101	80
	22	732	836	30	-95	焼入れ 焼もどし	262/214	184/158	217/188	158/122	80
	23	731	834	30	-90	・	258/210	183/156	213/188	142/108	・
	24	738	828	31	-95	・	262/223	189/174	216/184	140/112	・
比較鋼	25	332	456	38	-80	焼ならし	152/ 19	65/ 08	45/ 09	32/ 07	40
	26	333	462	40	-100	・	205/101	140/122	152/ 54	52/ 09	・
	27	342	475	34	-70	・	40/ 07	23/ 06	150/ 62	105/ 54	・
	28	368	515	42	-100	圧延まま	105/ 17	53/ 12	75/ 09	35/ 06	50
	29	364	523	41	-75	・	45/ 07	20/ 06	23/ 06	12/ 06	・
	30	363	518	40	-45	・	82/ 25	40/ 12	50/ 09	30/ 06	・
	31	493	626	40	-80	制御圧延 冷却・焼もどし	235/197	153/124	74/ 08	35/ 06	60
	32	506	615	38	-85	・	40/ 06	23/ 06	25/ 07	13/ 06	・
	33	507	620	40	-100	・	200/107	152/ 97	148/ 40	125/ 35	・
	34	743	832	27	-100	焼入れ 焼もどし	41/ 06	21/ 07	25/ 06	13/ 06	80
鋼	35	738	815	29	-45	・	50/ 13	32/ 09	25/ 07	18/ 06	・

\*) vE-40 , vE-60 平均値/最低値

第2表から明らかなように、本発明鋼は比較鋼に比し優れたHAZ靱性を有することがわかる。すなわち、40キロ級鋼のうち本発明鋼1～11は粒子径3 $\mu$ m超のものはなく、0.1～3 $\mu$ m範囲のTi酸化物、Ti窒化物+MnS複合体の粒子数がそれぞれ $4.0 \times 10^5/\text{mm}^2$ 、 $4.2 \times 10^5/\text{mm}^2$ 、入熱45KJ/cm、100KJ/cmの溶接において、-40℃、-60℃の靱性は極めて優れている。一方、比較鋼において、25は含有S不足による複合体の僅少、27はAl過剰によるTi酸化物の僅少、26はB不足による粒界フェライトの発達により、本発明鋼に比べてHAZ靱性は低下する。50キロ級鋼のうち、本発明鋼12～17も40キロ級鋼と同様に粒子径3 $\mu$ m超のものはなく、0.1～3 $\mu$ m範囲のTi酸化物、Ti窒化物+MnS複合体の粒子数は本発明範囲の $5 \times 10^4 \sim 1 \times 10^5/\text{mm}^2$ にあり、いずれの入熱、いずれの試験温度においても靱性は優れている。一方、比較鋼において、28はN過剰によるマトリックスの靱性低下、29はREM過剰によるTi酸化物および

複合体の僅少、30はTi酸化物および複合体の過剰と粗大化により、HAZ靱性は本発明鋼に比べて著るしく低下する。60キロ級鋼のうち、本発明鋼18～21は40、50キロ級鋼と同様に粒子径3 $\mu$ m超のものはなく、0.1～3 $\mu$ m範囲のTi酸化物、Ti窒化物+MnS複合体の粒子数は本発明範囲の $5 \times 10^4 \sim 1 \times 10^5/\text{mm}^2$ にあり、いずれの入熱、いずれの試験温度においても靱性は優れている。一方、比較鋼において、31はS不足による複合体の僅少、32はREM+O<sub>2</sub>の過剰によるTi酸化物、複合体の僅少、33はB不足による粒界フェライトの発達により、本発明鋼に比べてHAZ靱性は著るしく低下する。最後に、80キロ級鋼のうち、本発明鋼22～24は40～60キロ級鋼と同様に粒子径3 $\mu$ m超はなく、0.1～3 $\mu$ m範囲のTi酸化物、Ti窒化物+MnS複合体の粒子数は本発明範囲内にあり、入熱、試験温度によらずHAZ靱性は優れている。一方、比較鋼において、34はAl過剰によるTi酸化物の僅少、35はTi酸化物および複合体の過剰と粗

大化により、H A Z 特性は本発明鋼に比べて低下する。

(発明の効果)

以上の実施例からも明らかごとく、本発明によれば、鋼材の溶接に際し低入熱から大入熱まで、各種の溶接施工を必要とする海洋構造物、船舶、貯槽など大型溶接構造物に使用される鋼を提供することが可能となるものであり、その効果は極めて顕著なものがある。

#### 4. 図面の簡単な説明

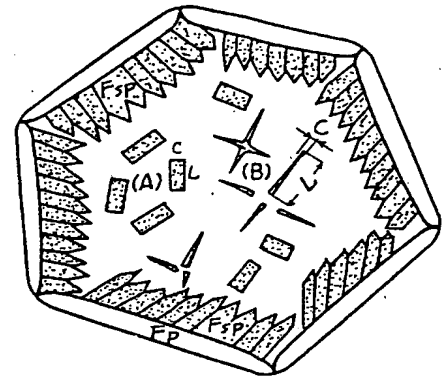
第 1 図は各種フェライトの形態を示す模式図、第 2 図は衝撃試験片の採取位置を示す図である。

1 … 溶接金属、2 … H A Z、3 … 衝撃試験片、4 … 切欠位置、5 … 鋼材、6 … ボンド部。

代理人 弁理士 秋 沢 政 光

他 2 名

第 1 図



第 2 図

